

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 01-149923

(43)Date of publication of application : 13.06.1989

(51)Int.Cl.

C21D 8/02
// C22C 38/00
C22C 38/58

(21)Application number : 62-307495

(71)Applicant : KAWASAKI STEEL CORP

(22)Date of filing : 07.12.1987

(72)Inventor : KOSEKI TOMOYA
TERAJIMA HISAE
SHIGA CHIAKI**(54) PRODUCTION OF HIGH-STRENGTH AND HIGH-TOUGHNESS STEEL SHEET HAVING EXCELLENT WELDABILITY****(57)Abstract:**

PURPOSE: To obtain the subject high-strength and high-toughness steel sheet having excellent weldability and having $\geq 60\text{kgf/mm}^2$ tensile strength by heating a steel having a specified composition in a specified temp. range, soaking the steel, rolling in 2 specified temp. range at the draft larger than the prescribed value respectively., and then tempering the steel at a temp. lower than the Ac1 point.

CONSTITUTION: A steel contg., by weight, 0.06W0.15% C, 0.05W0.50% Si, 0.6W2.5% Mn, 0.03W0.15% Mo, 0.02W0.08% V, 0.015W0.100% Al and $\leq 0.015\%$ P is treated as follows. Namely, the steel is heated at $1,050\text{W}1,250^\circ\text{C}$ and soaked to dissolve and homogenize respective added elements, and then rolled at $\geq 50\%$ cumulative draft to $(\text{Ar}3+100^\circ\text{C})$ to refine and size the austenite grains. The rolled steel sheet is further rolled at a temp. range from $(\text{Ar}3+100^\circ\text{C})$ to the finishing rolling temp. of $(\text{Ar}3-30^\circ\text{C})\text{W}(\text{Ar}3+50^\circ\text{C})$ and at $\geq 30\%$ draft. The rolled steel sheet is cooled to $\leq 150^\circ\text{C}$ at a cooling rate of $3\text{W}15^\circ\text{C/sec}$, and tempered at a temp. lower than the Ac3 point to obtain the desired high-strength and high-toughness steel sheet having excellent workability.

⑩ 日本国特許庁(JP)

⑪ 特許出願公開

⑫ 公開特許公報(A)

平1-149923

⑬ Int.Cl.⁴ 識別記号 庁内整理番号 ⑭ 公開 平成1年(1989)6月13日
C 21 D 8/02 A-7371-4K
// C 22 C 38/00 3 0 1 A-6813-4K
38/58 審査請求 未請求 発明の数 2 (全7頁)

⑮ 発明の名称 溶接性の優れた高強度高靱性鋼板の製造方法

⑯ 特 願 昭62-307495

⑰ 出 願 昭62(1987)12月7日

⑱ 発 明 者 小 関 智 也 千葉県千葉市川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究本部内

⑲ 発 明 者 寺 嶋 久 栄 千葉県千葉市川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究本部内

⑳ 発 明 者 志 賀 千 晃 千葉県千葉市川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究本部内

㉑ 出 願 人 川崎製鉄株式会社 兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号

明 細 書

1. 発明の名称

溶接性の優れた高強度高靱性鋼板の製造方法

2. 特許請求の範囲

1. C : 0.06 ~ 0.15 wt% , Si : 0.05 ~ 0.50 wt%

Mn : 0.6 ~ 2.5 wt% , Mo : 0.03 ~ 0.15 wt%

V : 0.02 ~ 0.08 wt% , Al : 0.015 ~ 0.100

wt%

P : 0.015 wt% 以下

を含み、残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼を、1050~1250℃の温度範囲に加熱、均熱後、(Ar₃+100)℃までの累積圧下率を50%以上とし、かつ(Ar₃+100)℃から圧延仕上げ温度である(Ar₃-30)~(Ar₃+50)℃の温度範囲で30%以上の圧延を施し、圧延完了後直ちに3~15℃/sの冷却速度で150℃以下の温度まで冷却した後、Ac₁点以下の温度で焼もどすことを特徴とする溶接性の優れた高強度高靱性鋼板の製造方法。

2. C : 0.06 ~ 0.15 wt% , Si : 0.05 ~ 0.50 wt%

Mn : 0.6 ~ 2.5 wt% , Mo : 0.03 ~ 0.15 wt%

V : 0.02 ~ 0.08 wt% , Al : 0.015 ~ 0.100

wt%

P : 0.015 wt% 以下

を基本成分とし、さらに

Ni : 1.0 wt% 以下, Cu : 1.0 wt% 以下,

Cr : 1.0 wt% 以下, Nb : 0.100 wt% 以下

の1種又は2種以上を含み、残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼を、1050~1250℃の温度範囲に加熱、均熱後、(Ar₃+100)℃までの累積圧下率を50%以上とし、かつ(Ar₃+100)℃から圧延仕上げ温度である(Ar₃-30)~(Ar₃+50)℃の温度範囲で30%以上の圧延を施し、圧延完了後直ちに3~15℃/sの冷却速度で150℃以下の温度まで冷却した後、Ac₁点以下の温度で焼もどすことを特徴とする溶接性の優れた高強度高靱性鋼板の製造方法。

3. 発明の詳細な説明

<産業上の利用分野>

本発明は、直接焼入れ・焼もどし処理による厚鋼板の製造方法に係り、特に溶接性に優れた一般用途の引張強さ60kgf/mm以上の高強度高韧性鋼板の製造方法に関するものである。

<従来の技術>

直接焼入れ・焼もどし処理により製造された鋼材は、通常の再加熱焼入れ・焼もどし処理により製造した鋼材に比べて、オーステナイト中に十分添加元素が固溶しかつ均質化され、また加工歪の導入などにより高強度が得られやすいことが知られている。

しかしながら、直接焼入れ・焼もどし鋼材は、一般にオーステナイト粒が粗大であり、また不適当な加工組織の導入とあいまって低温靱性が低下してしまう欠点もあわせて持っている。

この直接焼入れ・焼もどし鋼材の低温靱性の改善を目的に、これまでいくつかの技術が提案され、また試みられてもいる。

例えば、特開昭61-48517号においては、B添加成分系鋼で、Ti、N、B量を微量コントロールし、

溶接性は上昇するとしているが、B添加系成分であるため仮付け時の割れなど溶接性に一部問題が残る。

また、B無添加鋼での類似技術としては、特開昭61-23715号にみられるように、TiあるいはZr添加を必須とし、 $A_{r3}+150^{\circ}\text{C}$ 以下 A_{r3} 以上の温度範囲の圧下量の設定、さらに圧延後120秒以内に $A_{r3}-30^{\circ}\text{C}$ 以上の温度から焼入れる技術が公知である。その技術要件は、比較的高成分で、未再結晶オーステナイト域圧下を適用し、焼入性と細粒化の確保、さらに加工歪の凍結を目的とした焼入れ時間の設定にある。なおTi(Zr)添加は溶接部の靱性確保(TiN or ZrNによる粒成長抑制)のため添加がなされたものである。

しかし、本技術においては、Ti(Zr)添加のため上述のスラブ表面割れ、またフェライト析出を抑制するための厳密な製造条件の管理、さらに加工歪の凍結のためには比較的速い焼入れ冷却速度としなければならない、厚鋼板の製造に不向きな問題点が多々ある。

かつ 950°C 以下 A_{r3} 点以上の温度範囲での圧下量を設定することで、TiN、TiC、AlNの析出による靱性劣化を防止し、かつオーステナイトの微細化およびBによる焼入性の確保で高靱性化を達成できることが提案されている。また、特開昭61-295320号においては、Nb、B量の微量コントロールと 950°C ～水冷開始温度までの圧下量の設定により、オーステナイト粒の成長抑制と微細化、かつBの焼入性の確保で高強度高靱性化を達成することが提案されている。これらはBの有効利用(焼入性の確保)を基本とし、微量添加元素(Ti, Nb)のコントロールと未再結晶オーステナイト域での細粒化効果をその骨子としたものである。

しかし、具体的展開においては、B添加系鋼であるため、鋼塊製造時のスラブ表面割れに留意しなければならない、また未再結晶オーステナイト域圧延のため A_{r3} 点が推定した値より上昇し、フェライトが析出し、また、Bの焼入性が不安定となり高強度が得られなくなってしまうなど安定生産上の問題点も残存する。さらに低成分化に伴い、

さらに、特公昭61-60891号においては、C、Si、Mn系で加熱温度と圧延条件の厳密なコントロールそして短時間の焼もどし処理で60kgf/mm級鋼の製造を提案しているが、厚鋼板製造には現実的でなく、また溶接部の強度、靱性の確保に難があると考えられる。

<発明が解決しようとする問題点>

本発明は、スラブ製造時の表面割れや溶接時の割れを心配することなく、かつ現実的な製造条件で比較的容易に低コストで厚鋼板が製造でき、しかも溶接部の靱性は吸収エネルギー(vE_s)で15kgf・m/mm以上を保證でき、かつ母材の引張り強さが60kgf/mm以上で遷移温度(vT_{rs})が -60°C 以下の高張力高靱性厚鋼板の製造方法を提供するものである。

<問題解決のための手段>

本発明は

C : 0.06~0.15wt%, Si : 0.05~0.50wt%,

Mn : 0.6~2.5 wt%, Mo : 0.03~0.15wt%,

V : 0.02~0.08wt%, Al : 0.015~0.100 wt%,

P : 0.015wt% 以下

を基本成分とし、さらに必要に応じて

Ni : 1.0 wt% 以下, Cu : 1.0 wt% 以下,

Cr : 1.0 wt% 以下, Nb : 0.100 wt% 以下

の1種又は2種以上を含み、残部Feおよび不可避の不純物からなる鋼を、1050~1250℃の温度範囲に加熱、均熱後、(Ar₃+100)℃までの累積圧下率を50%以上とし、かつ(Ar₃+100)℃から圧延仕上げ温度である(Ar₃-30)~(Ar₃+50)℃の温度範囲で30%以上の圧延を施し、圧延完了後直ちに3~15℃/Sの冷却速度で150℃以下の温度まで冷却した後、Ac₁点以下の温度で焼もどすことを特徴とする溶接性の優れた高強度高韧性鋼板の製造方法である。

<作用>

本発明者らは再結晶オーステナイト域での大圧下が、微細かつ整粒オーステナイト粒の析出により有効であることを知見し、さらに未再結晶域圧延によりオーステナイト粒の一層の微細化をはかれば、スラブ割れや溶接割れを起こし易いTiやB

圧延条件(スラブ加熱温度1150℃, 900℃以上の圧下率55%, 900~750℃の圧下率36%, 圧延仕上げ温度750℃, 冷却速度10℃/S)の場合、0.03wt%以上で強度確保に有効である。しかし、0.15wt%を超えると鋼板韧性が低下し、また溶接部に島状マルテンサイトの析出が増加し韧性が劣化するため、0.03~0.15wt%の範囲とする。

Vは、焼入れ性を向上し、かつ焼もどし軟化抵抗を増大させるので強度確保のため0.02wt%以上が必要であるが0.08wt%を超えると溶接部の韧性が劣化するため0.02~0.08wt%の範囲とする。

Alは、脱酸作用があり0.015wt%以上必要であるが、0.100wt%を超えると鋼板韧性と溶接部韧性が劣化するため0.015~0.100wt%の範囲とする。

Pは、母材および溶接部韧性を劣化させ、また焼もどし軟化を助長するため、0.015wt%以下とする。

さらに、上記成分に加えて、鋼板および溶接部の強度、韧性の改善を目的とし、下記成分を1種

の添加を避けた成分系でも、フェライト+ベイナイト組織で十分な強度と韧性を有し、製造条件の緩和も可能であり、溶接部の韧性を害する島状マルテンサイトの析出もしない成分系があることを見出した。

以下に、まず化学成分の限定理由を述べる。

Cは、安価で所定の強度を確保できるため、0.06wt%以上必要であるが、0.15wt%を超えると母材の韧性および溶接部の韧性が劣化するため0.06~0.15wt%の範囲とする。

Siは、製鋼時の脱酸剤として、また固溶強化による強度確保のため0.05wt%以上が必要であるが、0.50wt%を超えると、鋼板と溶接部の韧性が劣化するため、0.05~0.50wt%の範囲とする。

Mnは、焼入れ性を上げ強度の確保のため、0.60wt%以上必要であるが、2.5wt%を超えると鋼板加工性や溶接時の低温割れに不利となるため、0.60~2.5wt%の範囲とする。

Moは、本発明において重要な役割をもつ元素であり、第1図に示すごとく、本発明範囲のC量と

又は2種以上添加できる。

Niは、鋼板および溶接部の強度、韧性の向上に効果があるが、経済性の点から1.0wt%以下とする。

Cuは、鋼板の強度上昇に効果があるが、多過ぎると熱間加工性および溶接性が低下するため、その上限を1.0wt%とする。

Crは、鋼板および溶接部の強度上昇に効果があるが、多過ぎると溶接性の低下およびS-R割れ感受性を高めるため、その上限を1.0wt%とする。

Nbは、炭窒化物を形成し、オーステナイト粒の成長を抑制するため粒の微細化が容易となり、また未再結晶域を拡大したり、強度確保に有効であるが、多過ぎると溶接部の韧性が著しく劣化するため、その上限を0.100wt%とする。

次に、加熱、圧延条件の限定理由について述べる。

直接焼入れ-焼もどし鋼材の韧性向上には細粒化の効果が有効である。ここで、圧延前の鋼片加熱温度として、高すぎると初期粒が極めて粗大と

なり、後の圧延によっても十分細粒化できない。また、低すぎると添加元素の固溶や均質なオーステナイト組織を得ることが困難となることから、1050～1250℃の範囲とする。この場合、各添加元素が固溶し均質化する低温側の加熱温度が望ましい。

次に、加熱温度以下($A_{r3}+100$)℃以上までの高温再結晶域での圧下は、圧延、再結晶の繰返しでオーステナイト粒の微細、整粒化に非常に有効であるが、累積圧下率が50%未満では、微細、整粒化が十分でなく、その後の圧延によっても混粒的な伸長オーステナイト粒となり鋼板靱性のバラツキの原因となるため、50%以上の累積圧下率が必要である。

さらに、($A_{r3}+100$)℃以下から、圧延仕上げ温度である($A_{r3}-30$)～($A_{r3}+50$)℃までの未再結晶域(一部、二相域)においては、伸長オーステナイトを有効に生成し、かつ変形帯の導入によって、さらなる微細化を達成するため、その累積圧下率の下限を30%とした。また、圧下率は大きい

るとマルテンサイト主体となり、また遅すぎると上部ベイナイト主体となりいずれも靱性が劣化してしまうからである。なお、通常の水冷において15～3℃/sの冷却速度とは25～80mm厚の鋼板を焼入れた場合に相当する。

さらに、150℃以下まで焼入れを行うのは、ベイナイト変態が350℃近傍で生じるので、この温度以下にまで冷却することで十分な硬化組織を得るためである。加えて、フェライト析出により第二相に成分が濃縮し、変態点の低下も生じること、また製造上の管理のし易さから150℃以下とした。

その後、残留応力の低減、延靱性の向上を目的として、 A_{c1} 以下の焼もどしを実施する。

以上、本発明の骨子としては、スラブ加熱温度の設定と再結晶域での十分な圧下により、細整粒オーステナイト組織とし、引続き未再結晶域圧下により伸長微細オーステナイト粒と変形帯を導入した組織にした後、焼入れし、ベイナイト主体あるいはフェライト+ベイナイト組織を現出するこ

程靱性向上に効果があるので、圧下率の上限は圧延可能な範囲とする。

ここで、従来技術では高強度鋼板を製造する場合、圧延仕上げ温度を A_{r3} 以上とし、フェライト析出を極力避ける条件が設定されている。しかし、本発明においては、一部フェライトが析出しては圧延によってフェライト中に加工歪が蓄積され、かつフェライト中にMo炭化物が析出するため強度低下は少なく、また十分粒が微細化されているため加工歪や炭化物析出による靱性低下も少ないので、圧延仕上げ温度は($A_{r3}-30$)～($A_{r3}+50$)℃の温度域でよい。なお、仕上げ温度が低すぎるとフェライト率が多くなりすぎ強度低下や集合組織が発達し鋼板の異方性が強くなること、また高すぎると伸長オーステナイト粒が十分形成されないことから上述の温度範囲とした。

次に、焼入れ時の冷却速度を15～3℃/sとしたのは、本発明に規定する化学成分鋼がベイナイト单相あるいはフェライト+ベイナイト組織鋼となる焼入れ冷却速度の範囲であり、これより速すぎ

とにある。そして、所望する高強度化のためには、C量の設定とMo量の微量添加コントロールで可能となり、あわせて、溶接部の靱性も島状マルテンサイトが析出しない成分範囲のため優れたものとなる。

<実施例>

真空溶解法で、第1表に示す各成分鋼塊を溶製し、所定の条件で圧延、焼入れし15mm厚鋼板とした。これら各種鋼板を630℃で焼もどし処理し、衝撃試験片と丸棒引張試験片を採取し、材質特性の調査を行った。その得られた結果を第2表に示す。さらに、これら鋼板を第2図に示す要領で溶接し、溶接部より衝撃試験片を採取し、溶接部の靱性を調査した。その結果を第2表にあわせて示す。

なお、第1表中の鋼A～Kは、TiやBを含まない成分系であり鋼塊表面割れは全ての鋼塊でみられなかった。

第2表からわかるように、本発明成分範囲より低成分系の場合(A-1, A-2)は強度不良と

なり、また高成分系の場合(D-1, D-2, E-1, E-2, E-3およびF-1)は、鋼板韧性および溶接部韧性が不良となることがわかる。

次に、本発明成分範囲内の成分系においては、焼入れ冷却速度が遅すぎる場合(B-1)や、圧下率配分が本発明範囲をはずれる場合(C-3, C-4, G-2, K-1)、さらに圧延仕上げ温度が低すぎる場合(C-5)や冷却速度が遅すぎる場合(I-2, J-2, K-4)には鋼板の強度あるいは韧性が不良となることがわかる。なお、溶接部の韧性は本発明範囲の成分系であればいずれも良好な値を有することがわかる。

以上から、本発明範囲の成分と圧延条件の組合せにより、鋼板の強度、韧性が優れ、かつ溶接部の韧性も良好な厚鋼板が製造可能となることがわかる。

第 1 表

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Al	Ar ₃ (℃)	備 考
A	0.04 *	0.25	1.38	0.007	0.001	—	—	—	0.13	0.044	—	0.030	796	比較例
B	0.08	0.25	1.35	"	"	—	—	—	0.07	0.060	—	0.025	788	実施例
C	0.11	0.23	1.36	"	"	—	—	—	0.05	0.040	—	0.028	779	"
D	0.13	0.25	1.35	"	"	—	—	—	0.20 *	0.041	—	0.026	773	比較例
E	0.18 *	0.26	1.30	"	"	—	—	—	0.12	0.028	—	0.033	764	"
F	0.10	0.26	1.34	"	"	—	—	—	0.25 *	0.042	—	0.032	781	"
G	0.12	0.18	1.33	"	"	—	0.50	—	0.05	0.041	—	0.030	750	実施例
H	0.12	0.27	1.36	0.006	"	—	—	0.15	0.05	0.030	—	0.025	774	"
I	0.08	0.28	1.25	0.007	"	—	—	—	0.08	0.040	0.021	0.029	795	"
J	0.11	0.26	1.35	"	"	0.25	0.20	—	0.10	0.022	—	0.031	767	"
K	0.07	0.24	1.30	"	"	—	0.22	—	0.09	0.038	0.016	0.027	782	"

第 2 表 (1)

鋼		圧 延 条 件				冷却速度 (℃/s)	鋼 板 性 能			溶接部性能 vE _o (kgf/ml)	本発明 の範囲 ○
		加熱温度 (℃)	(Ar ₃ +100)℃ までの累積 圧下率 (%)	仕上げ温度 (℃)	同左までの 累積圧下率 (%)		Y.S. (kgf/ml)	T.S. (kgf/ml)	vTrs (℃)		
A	A-1	1100	55	800	33	14	41.0	50.1	-88	12.4	
	A-2	"	"	"	"	5	36.6	41.8	-35	10.1	
B	B-1	1150	60	800	"	20 *	48.8	65.8	-52	21.8	
	B-2	"	"	"	"	13	49.0	63.1	-74	22.0	○
	B-3	1100	55	760	36	7	47.0	61.9	-80	21.7	○

第 2 表 (2)

鋼		圧 延 条 件				冷却速度 (℃/s)	鋼 板 性 能			溶接部性能 vE _s (kgf/mm)	本発明 の範囲 ○
		加熱温度 (℃)	(Ar ₃ +100)℃ までの昇温 圧下率 (%)	仕上げ温度 (℃)	昇温までの 昇温率 (%)		Y.S. (kgf/mm)	T.S. (kgf/mm)	vTrs (℃)		
C	C-1	1150	55	800	36	10	49.6	62.4	-87	23.3	○
	C-2	"	"	760	"	"	51.2	63.1	-78	22.6	○
	C-3	"	30	800	56	11	48.3	62.5	-50	22.8	
	C-4	"	70	"	15	8	47.8	58.2	-44	23.9	
	C-5	"	55	700	36	10	52.4	60.2	-53	22.2	
D	D-1	1200	"	800	"	13	52.0	67.4	-42	10.2	
	D-2	"	"	"	"	6	49.4	64.2	-56	11.1	
E	E-1	1150	"	780	"	10	58.6	74.3	-18	6.9	
	E-2	"	"	"	"	5	53.3	69.1	-24	7.1	
	E-3	"	30	740	56	10	59.8	75.5	-10	6.7	
F	F-1	"	55	800	36	8	53.4	67.6	-45	10.6	
G	G-1	"	"	780	"	7	50.0	63.8	-93	22.4	○
	G-2	"	30	"	56	8	52.2	62.6	-49	21.9	
H	H-1	1100	55	"	36	6	51.1	64.1	-84	18.8	○
I	I-1	"	"	"	"	8	50.5	65.3	-92	20.2	○
	I-2	"	"	"	"	2	48.2	56.7	-42	18.3	
J	J-1	1150	"	"	"	8	49.7	63.8	-93	18.7	○
	J-2	"	"	"	"	2	48.0	59.2	-43	17.9	
K	K-1	"	30	800	56	10	54.7	67.3	-49	22.3	
	K-2	"	55	"	36	7	52.6	65.0	-82	21.5	○
	K-3	"	"	760	"	4	50.7	62.1	-76	20.9	○
	K-4	"	"	"	"	2	43.8	57.7	-54	19.8	

< 発明の効果 >

以上の如く、本発明は製造

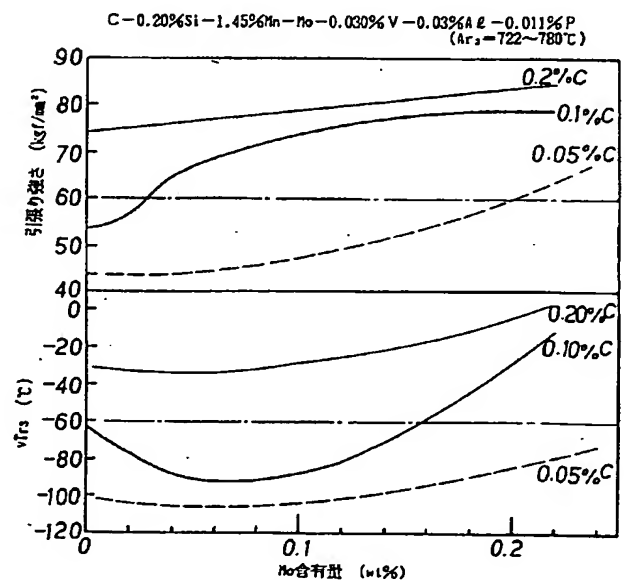
副原料コストが低い直接焼入れ-焼もどし鋼板の製造法であり、溶接性の優れた引張強さが60kgf/mm²級以上の高強度高初性厚鋼板の製造を可能にしたものであり、産業上の効果は顕著なものがある。

なお、本発明鋼板の利用分野としては、原油タンク、常温から-40℃で使用される各種圧力容器、橋梁、船舶、海洋構造物、建機・産機、ペンストックなどがある。

4. 図面の簡単な説明

第1図は機械的性質におよぼすCとMn量の影響を示す図、第2図は溶接時の開先形状と溶接条件を示す図である。

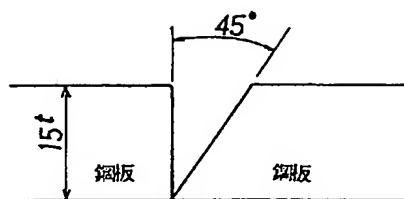
第 1 図



特許出願人

川崎製鉄株式会社

第 2 圖



棒径	予熱	電流	電圧	溶接速度	入熱量
4mm ϕ	100℃	600A	30V	27cm/min	40k $\frac{J}{cm}$